

PACS numbers: 61.43.Dq, 62.20.mj, 62.20.mt, 62.20.Qp, 68.35.Dv, 81.40.Np

Тріщиностійкість і сегрегація в аморфному сплаві $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET) при мікроіндентуванні

М. О. Васильєв, І. В. Загорулько, С. М. Волошко*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

Обґрунтовано ефективність методу мікроіндентування для дослідження ефектів локальної пластичності та тріщиностійкості аморфних стрічок сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET). Метод мікроіндентування, який використовували у даній роботі, полягає у специфічних способах локальної пластичної деформації досліджуваного матеріалу шляхом вдавлення алмазної піраміди Віккерса при різних навантаженнях. Для мікроінденторного впливу використовували стандартний мікротвердомер ПМТ-3. Мікротвердість вимірювали на вільній стороні швидкоохолоджених стрічок сплаву FINEMET. Вимірювання проводили при навантаженнях у діапазоні 0,196–1,962 Н і витримці протягом 10 с. Було проведено більш детальний аналіз морфології зони відбитків від прикладеного навантаження для тонких аморфних стрічок сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$. Процеси локальної деформації за кімнатної температури розглядали з позиції механізму гетерогенної деформації, яка розвивається шляхом зародження та розповсюдження полос зсуву різної морфології. При високо-

Corresponding author: Mikhail Alekseevich Vasylyev
E-mail: vasil@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine
*National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

Citation: M. A. Vasylyev, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, Crack Growth Resistance and Segregation in Amorphous Alloy $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET) under Microindentation, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 9: 1217–1230 (2019) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.41.09.1217](https://doi.org/10.15407/mfint.41.09.1217).

му рівні навантажень конкуруючим процесом є формування полос зсувів, який зумовлюється перерозподілом енергії деформування між лусковими зсувами та тріщиноподібними лініями зсувів. Методом локального хімічного аналізу досліджено деформаційно-індуковані сегрегаційні ефекти поблизу відбитків. Рушійними силами такої міграції атомів при деформації можуть бути як градієнти напружень, так і концентраційні градієнти в аморфній стрічці, зумовлені процесом деформаційної нанокристалізації.

Ключові слова: аморфний сплав, мікроіндентування, мікротвердість, крихкість, полоси зсуву, сегрегація.

The efficiency of the microindentation method for studying the effects of local ductility and crack growth resistance of amorphous ribbons of $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_{1.0}\text{Nb}_{2.4}$ alloy (FINEMET) is grounded. The microindentation method used in this work is based on a specific method of local plastic deformation by the Vickers diamond pyramid indenting under various loads. For microindenter exposure, a standard PMT-3 microhardness tester is used. Microhardness is measured on the free side of the rapidly cooled ribbons of the investigated alloy. The measurements are carried out under loads in the range of 0.196–1.962 N and exposure of 10 s. A more detailed analysis of the indentation zone morphology is carried out depending on the applied load for thin amorphous ribbons of $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_{1.0}\text{Nb}_{2.4}$ alloy. The processes of local deformation at room temperature are considered from the standpoint of the mechanism of heterogeneous deformation, which develops through the nucleation and propagation of shear bands of different morphologies. At high loads, the formation of shear bands due to the redistribution of the strain energy between scaly shears and crack-like shear lines is the competing process. The method of local chemical analysis is used to study the deformation-induced segregation effects near imprints. The driving forces of such atomic migration during deformation can be both stress and concentration gradients in an amorphous ribbon, caused by the process of strain nanocrystallization.

Key words: amorphous alloy, microindentation, microhardness, brittleness, shear bands, segregation.

Обоснована ефективність метода мікроіндентування для изучения ефектів локальної пластичності і тріщиностійкості аморфних лент сплава $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_{1.0}\text{Nb}_{2.4}$ (FINEMET). Применяемый в настоящей работе метод микроиндентирования основан на специфическом способе локальной пластической деформации путём вдавливания алмазной пирамиды Виккерса при различных нагрузках. Для микроинденторного воздействия использован стандартный микротвердомер ПМТ-3. Микротвёрдость измерялась на свободной стороне быстроохлаждённых лент исследуемого сплава. Измерения проводили при нагрузках в диапазоне 0,196–1,962 Н и выдержке в течение 10 с. Проведён более детальный анализ морфологии зоны отпечатков в зависимости от прилагаемой нагрузки для тонких аморфных лент сплава $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_{1.0}\text{Nb}_{2.4}$. Процессы локальной деформации при комнатной температуре рассматриваются с позиции

механизма гетерогенной деформации, которая развивается путём зарождения и распространения полос сдвига разной морфологии. При высоких нагрузках конкурирующим процессом является формирование полос сдвигов, обусловленное перераспределением энергии деформирования между чешуйчатыми сдвигами и трещиноподобными линиями сдвигов. Методом локального химического анализа изучены деформационно-индуцируемые сегрегационные эффекты вблизи отпечатков. Движущими силами такой миграции атомов при деформации могут быть как градиенты напряжений, так и концентрационные градиенты в аморфной ленте, обусловленные процессом деформационной нанокристаллизации.

Ключевые слова: аморфный сплав, микроиндентирование, микротвёрдость, хрупкость, полосы сдвига, сегрегация.

(Отримано 15 липня 2019 р.)

1. ВСТУП

Добре відомо, що аморфні металеві сплави (АМС) характеризуються більш високою міцністю, пружними властивостями, а також корозійною стійкістю у порівнянні з кристалічними матеріалами аналогічного хімічного складу. Окрім того, аморфні прекурсори та нанокристалічні сплави на основі заліза відносяться до класу магнітом'яких матеріалів, які помітно перевершують за своїми магнітними характеристиками кристалічні аналоги. Найбільш яскравим прикладом може слугувати багатокомпонентний аморфний сплав складу $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET), який володіє в кілька разів вищою магнітною проникністю при звичайних і високих частотах перемагнічування в порівнянні з пермалоємими, сендастом, феритами та іншими промисловими кристалічними магнітом'якими матеріалами [1, 2]. В даний час він широко використовується в приладобудуванні та електротехніці. Разом з тим, в ряді випадків до цього сплаву пред'являються вимоги не тільки високих магнітних, але і підвищених механічних характеристик, зокрема високої міцності (твердості) [3].

Однак масове практичне застосування широкого класу аморфних сплавів обмежується їх високою крихкістю. При кімнатній температурі аморфні сплави майже не демонструють пластичності при розтягуванні, а деформування здійснюється шляхом утворення сильно локалізованих смуг зсуву. Поява перших же смуг зсуву призводить до крихкого руйнування аморфних зразків, тому в останні кілька років активно вивчається вплив попереднього деформування на структуру і механічні властивості аморфних сплавів з метою підвищення їх пластичності [3–6]. Важливим параметром, який визначає механічну поведінку АМС, а саме — крихкість або пластичність, є така структурна характеристика, як вільний об'єм. У

зв'язку з тим, що практичний інтерес представляють в основному АМС у вигляді тонких стрічок, отриманих методом спінінгування, визначення їх механічних властивостей, в тому числі тріщиностійкості, пов'язане з певними методичними труднощами.

Визначення тріщиностійкості як критичного коефіцієнта інтенсивності напружень I-го роду K_{Ic} є надзвичайно важливим для прогнозування механічної міцності малопластичних матеріалів, до яких, зокрема, відносяться і АМС [7]. Особливість геометричної форми швидкозагартованих аморфних стрічок не дозволяє визначати їх тріщиностійкість традиційними методами, такими як вигин зразків з надрізом, позацентрове розтягнення або подвійне кручення.

У зв'язку з цим останнім часом найбільшого поширення набули методи, засновані на локальному навантаженні матеріалу без його руйнування. Вони є відносно простими і не пред'являють особливих вимог до форми зразків. До таких методів випробувань відносяться мікро- і наноіндентування. В цьому випадку локальне навантаження здійснюється шляхом вдавлювання в поверхню зразка індентора, виготовленого з твердого матеріалу (зазвичай алмазної пірамідки). При таких випробуваннях навколо відбитків, які залишаються після вдавлювання пірамідки при певних навантаженнях, виникають тріщини різного характеру. У ряді досліджень [8–11] встановлено співвідношення, які зв'язують K_{Ic} матеріалу зразка з критичним навантаженням, необхідним для стадії зародження тріщини, та розмірами тріщини для стадії її поширення.

У роботах [12–15] результати випробувань на вдавлювання алмазної пірамідки Віккерса використовували для вимірювання видимих тріщин різного типу, які виникають в зоні відбитка, в масивних і стрічкових аморфних металевих сплавах [12–15].

Дану роботу присвячено апробації метода мікроіндентування для оцінки зміни локальної пластичності і тріщиностійкості аморфних стрічок сплаву $Fe_{73,6}Si_{15,8}B_{7,2}Cu_{1,0}Nb_{2,4}$ (FINEMET).

2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

У роботі досліджувався феромагнітний аморфний сплав складу $Fe_{73,6}Si_{15,8}B_{7,2}Cu_{1,0}Nb_{2,4}$ у вигляді стрічки товщиною 25–30 мкм і шириною 15–20 мм, отриманої гартуванням розплаву на мідному барабані, що обертається (метод спінінгування). Швидкість охолодження розплаву при цьому становила $\sim 10^6$ К/с [1, 2]. Аморфний стан сплавів підтверджували за допомогою рентгеноструктурного аналізу. На дифрактограмах, відповідних як вихідним швидкозагартованим сплавам, так і витриманим на повітрі упродовж тривалого часу, спостерігалися лише широкі дифузні максимуми, характерні для аморфної структури (рис. 1).

Для мікроінденторного впливу використовували стандартний

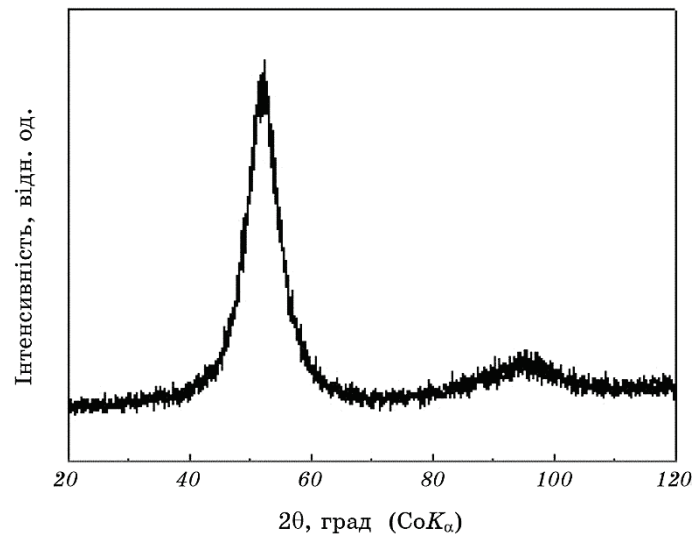


Рис. 1. Рентгенограма аморфної стрічки сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$.

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of amorphous ribbon of $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ alloy.

мікротвердомер ПМТ-3. Мікротвердість вимірювали на вільній стороні швидкоохолоджених стрічок досліджуваного сплаву. Вимірювання проводили, прикладаючи навантаження у діапазоні 0,196–1,962 Н і витримуючи їх протягом 10 с. Похибка наведених у роботі значень мікротвердості, отриманих усередненням результатів 10 випробувань, не перевищує 2%. Дослідження еволюції морфології та змінення хімічного складу деформованої області відбитків алмазної пірамідки виконували за допомогою растрового електронного мікроскопа JEM 2000FXII (фірма «JEOL», Японія) з енергодисперсійним аналізатором для хімічного аналізу. В режимі зйомки поверхні прискорююча напруга становила 10 кеВ, струм електронного пучка — $1 \cdot 10^{-10}$ А, діаметр пучка — 0,03 мм.

3. ЕКСПЕРИМЕНТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Як зазначалося вище, в залежності від умов експерименту АМС демонструють або «гетерогенний» пластичний плин, який локалізується в смугах зсуву, або «гомогенний» плин, який реалізується без будь-яких ознак локалізації деформації. Зміна типу плину відбувається поблизу температури склування. У разі негомогенної пластичної деформації на поверхні деформованих розтягуванням, стисненням, вигином або прокаткою зразків формуються сходинок зсу-

ву [3–6]. Такі сходинки відповідають виходу смуг зсуву на поверхню матеріалу. Висота сходинок над поверхнею зразків сягає 0,1–0,2 мкм, а товщина окремих смуг зсуву не перевищує 0,05 мкм. Формування індивідуальних смуг відбувається за дуже короткий проміжок часу (< 3 мс).

Застосований у даній роботі метод мікроіндентування ґрунтується на специфічному способі локальної пластичної деформації. Механізм формування смуг зсуву в цьому випадку є недостатньо вивченим. Відповідно до мети дослідження, нами проведено більш детальний аналіз морфології зони відбитків алмазної піраміди Віккерса в залежності від прикладеного навантаження.

На рисунку 2, *а* наведено результати вимірювання мікротвердості стрічок аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ при різних навантаженнях (0,196–1,962 Н). З рисунку видно, що зі збільшенням навантаження на алмазну пірамідку мікротвердість досліджуваних зразків помітно зменшується. Зниження цього параметру може бути зумовлене тим, що при зростанні навантаження на індентор збільшується не лише розмір відбитка, але і його глибина. В такому випадку H_μ буде вимірюватися вже не на поверхні зразка, а у більш глибоких шарах, ближче до відносно м'якої підкладки. Задля виключення такої можливості було досліджено змінення глибини вдавлювання індентора при різних навантаженнях (рис. 2, *б*). Як видно з наведених даних, зі зростанням навантаження глибина відбитків, дійсно, збільшується. При максимальному навантаженні (1,962 Н) глибина відбитку не досягає навіть 4 мкм, в той час як

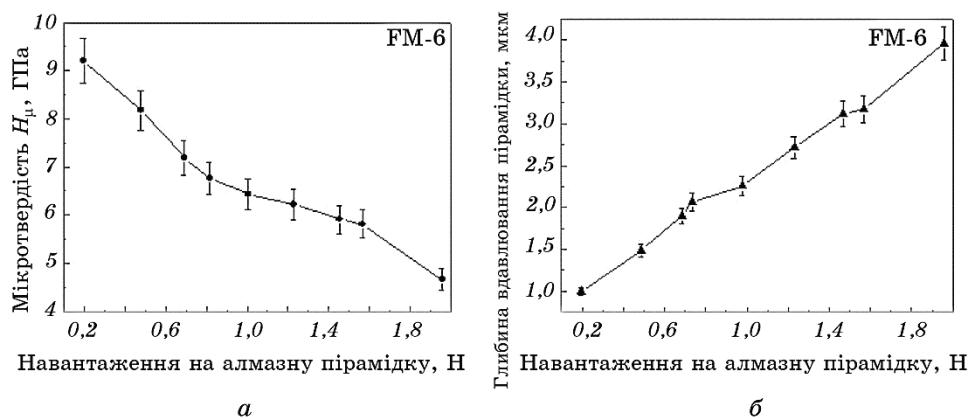


Рис. 2. Вплив прикладеного навантаження на мікротвердість (*а*) та глибину вдавлювання алмазної пірамідки Віккерса (*б*) для аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$.

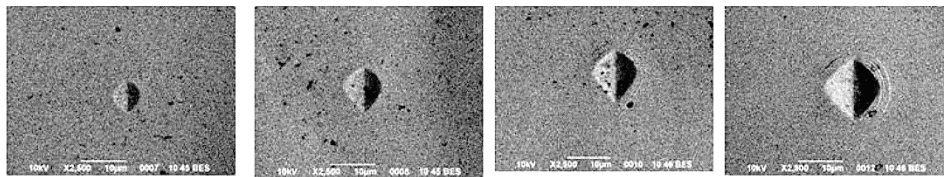
Fig. 2. Effect of applied load on microhardness (*a*) and indentation depth of Vickers diamond pyramid (*b*) for amorphous $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ alloy.

зразок має товщину близько 25–30 мкм. Отже, вплив підкладки на зниження рівня мікротвердості досліджуваного сплаву можна виключити.

На рисунку 3 наведено РЕМ-картини деформацій поверхні аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$, які виникають навколо відбитка алмазного індентора Віккерса при різних навантаженнях. З рисунка добре видно, що зі збільшенням прикладеного навантаження навколо відбитків виникають тріщини різних типів, які є ознакою руйнування зразка. Саме вони є причиною зниження рівня мікротвердості. Отже, для отримання коректних значень H_μ необхідно підбирати такі режими вимірювань, за яких руйнування зразка не відбувається, а відбиток має розмір, який можна визначити із задовільною точністю. Таким чином, для вимірювання мікротвердості аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ оптимальним є навантаження у 0,49 Н.

При навантаженнях на індентор $P = 0,69$ Н і $P = 0,98$ Н на поверхні зразка спостерігається система напівкруглих лускатих зсувів, які оздоблюють межі відбитка. При підвищенні навантаження до $P = 1,96$ Н, окрім лусок, утворюються морфологічні дефекти поверхні у вигляді променів, що розходяться від відбитка. Такі дефекти є

$P=0,25$ (25 г) $P=0,49$ Н (50 г) $P=0,69$ Н (70 г) $P=0,98$ Н (100 г)



$P=1,23$ Н (125 г) $P=1,47$ Н (150 г) $P=1,57$ Н (160 г) $P=1,96$ Н (200 г)

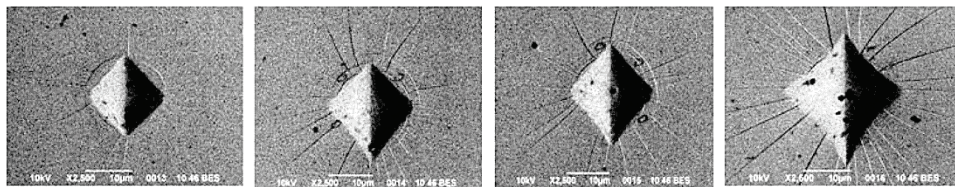


Рис. 3. РЕМ-картини деформацій поверхні аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$, які виникають навколо відбитків алмазного індентора Віккерса за різних навантажень.

Fig. 3. SEM-images of deformations on the surface of amorphous $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ alloy, which appear around Vickers diamond indenter imprints at various loads.

наслідком формування деформаційних полос зсувів однієї частини матеріалу відносно іншої. При збільшенні навантаження на індентор до $P = 1,57$ Н кількість напівкруглих лускатих дефектів зростає, але при $P = 1,96$ Н вони зникають, і навколо відбитків мають місце лише «променисті» дефекти.

При високому рівні навантажень конкуруючим процесом є формування смуг зсувів, викликане перерозподілом енергії деформування між лускатими зсувами і лініями зсувів [13]. Примітною є і форма лусок. Вона є дещо викривленою, що свідчить про нерівномірний розвиток різних частин лусок. Таким чином, дослідження поверхні аморфної стрічки сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ методом індентування показало, що крихкість цього сплаву призводить до появи тріщин навколо місця вдавлювання піраміди Віккерса. Іншими словами, прикладена сила призводить до формування полос зсуву та утворення тріщин навколо області впливу індентора. Динаміка виникнення тріщин може бути однією з характеристик для визначення в'язкості досліджуваного матеріалу.

У даній роботі було досліджено також вплив мікроіндентування на зміну концентрацій основних компонентів аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ поблизу відбитка, залишеного алмазною пірамідою при максимальних навантаженнях на неї. В таблиці 1 наведено дані щодо змін вихідного складу досліджуваного матеріалу (у %). Ці дані дозволяють оцінити найбільш помітні концентраційні ефекти, пов'язані як зі збільшенням кількості певних атомів у поверхневих шарах зразка, так і з їх зменшенням. Перш за все, звертає на себе увагу той факт, що зі збільшенням навантаження на індентор концентрація В та Fe зростає, у той час як кількість атомів Si та Cu знижується.

Концентраційні зміни, що спостерігаються у даній роботі, пов'язані з суттєвими атомними перегрупуваннями в аморфній стрічці в процесі локальної пластичної деформації. В літературі існують різні підходи до пояснення механізму деформаційно-індукованої сегрегації в АМС. Так, автори [16] вважають, що сегре-

ТАБЛИЦЯ 1. Максимальні сегрегаційні ефекти поблизу відбитка індентора при навантаженні 1,96 Н, % («+» — ефект збільшення, «-» — ефект зменшення по відношенню до вихідної концентрації елементів).

TABLE 1. Maximal segregation effects near the indentation footprint under load of 1.96 N, % ('+'—magnifying effect, '-'—diminishing effect relative to the initial element concentration).

Елемент	Fe	B	Si	Cu	Nb
Зміна концентрації, %	+8	+63	-52	-19	0

гація в області «венозного» розриву аморфних стрічок на основі системи Fe–B зумовлені збільшенням ближнього порядку атомів в місцях найбільш інтенсивного пластичного плину. В цих ділянках спостерігається збагачення поверхні зразків атомами B та Cr та відповідне збіднення на атоми Ni та Fe.

За даними цієї роботи, в області розтягуючих напруг накопичуються атоми менших розмірів, проте повної кореляції між розмірами атомів та ефектами сегрегації не спостерігається. Передбачається, що сегрегація протікає в напрямку областей зі збільшеним вільним об'ємом, який виникає внаслідок деформації. Автори [17] пояснюють виникнення концентраційних неоднорідностей компонентів по товщині аморфних стрічок системи Fe–Cr–P–C, які фіксуються після випробувань на перегин, механізмом висхідної дифузії в полі напружень в рамках моделі [18]. Було показано, що атоми з більшими радіусами при наявності деформації переміщуються в область розтягнення, а атоми з меншими радіусами — в область стиску. Авторами цитованої роботи було висловлене припущення, що при різних рівнях деформаційного навантаження виникають певні поля внутрішніх напружень, які після зняття зовнішнього навантаження можуть призводити до нормальної або аномальної релаксації напружень. При цьому, в залежності від особливостей механізму релаксації, аморфна стрічка може зазнавати як додаткового розтягнення, при якому відбувається упорядкування вихідного аморфного стану, так і стиску, який відповідає розупорядкуванню структури сплаву.

В роботі [19] пропонується принципово інша модель перерозподілу компонентів при деформації шляхом вигину аморфної стрічки. Одним з основних положень розробленої моделі є припущення про знаходження атомів B не у вільному стані, а в складі кластерів Fe–B нестехіометричного складу. Існування таких кластерів обумовлено більш високою енергією міжатомної взаємодії між Fe і B, ніж між однойменними атомами Fe. Іншим важливим аспектом запропонованого підходу є припущення про те, що, на відміну від кристалічних матеріалів, АМС позбавлені джерел і стоків дефектів, таких як границі зерен і дислокації. Визначальним дефектом структури, який виникає в області розтягування аморфної стрічки, є збільшена кількість вільного об'єму, який автори роботи [19] розглядають як квазівакансії. Трансформація структури, яка має місце в приповерхневій області аморфного сплаву, призводить до зміни хімічного потенціалу, що є причиною явища деформаційного масопереносу. В рамках запропонованої фізичної моделі для описання поведінки кластерів в полі градієнта концентрації квазівакансій використані основні положення теорії руху макровключень у кристалах [20]. При цьому автори враховували, що сила, яка виникає в полі пружних напружень, має той самий напрямок, що і сила, зумовлена гра-

дієнтом концентрації квазівакансій, який виникає при деформаційному впливі.

На підставі проведених експериментальних досліджень та наявних літературних даних важко зробити висновок про реальний механізм деформаційної сегрегації в аморфному сплаві типу FINEMET, яка спостерігається в даній роботі, однак, можна висловити деякі міркування. Для більш глибокого розуміння природи виявлених нами сегрегаційних ефектів відзначимо деякі важливі особливості будови вихідної структури аморфних сплавів типу FINEMET і її трансформації при деформаційному впливі. Авторами [20] було показано, що в структурі аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ (FINEMET) присутні Fe–B-збагачені області, а також нанокластери на основі атомів Fe і Si. Ці дані добре корелюють з уявленнями полікластерної моделі будови аморфних фаз, запропонованої автором [21]. Не виключається також можливість формування певної кількості кластерів металоїдів (B, Si) і легуючих елементів (Cu, Nb) в процесі отримання аморфних стрічок такого типу [22]. Добре встановлено, що в процесі деформації всіх класів АМС при кімнатній температурі реалізується механізм гетерогенної деформації, яка здійснюється шляхом зародження і поширення смуг зсуву. На характер неомогенної пластичної деформації впливає ефект анізотропії пластичної деформації ізотропних АМС, обумовлений наявністю в них внутрішніх напружень, які виникають через дещо різну швидкість охолодження аморфних стрічок на вільній та контактній сторонах. Іншою важливою особливістю структурно-фазових змін при інтенсивній пластичній деформації АМС є надійно встановлений ефект деформаційної нанокристалізації. Зокрема, цей ефект виявлений в аморфних стрічках сплавів типу FINEMET при крученні під тиском [23]. Формування наночастинок виявлено також при вигині аморфних стрічок [24] і в процесі вдавлювання у них алмазної піраміди [25]. Існує загальна думка про те, що в процесі деформації АМС при температурах, значно нижчих за температуру кристалізації, матеріал всередині і поблизу смуг зсуву зазнає більш інтенсивної деформації, ніж вдалині від них. Тому деформаційно-індуковані структурні зміни відбуваються саме в області сильної деформації. На думку авторів [25], в смугах зсуву значно зростає вільний об'єм, який не коалесцює в нанопори. Це сприяє зростанню атомної рухливості всередині полос зсуву [26]. Важливу роль в процесі сегрегації елементів відіграє релаксація деформаційних напружень шляхом висхідної дифузії, при якій більш рухливі атоми (або кластери) менших розмірів (наприклад, металоїди) рухаються до зон стискаючих напруг, в той час як частки більших розмірів мігрують в область розтягнень, знижуючи таким чином рівень залишкових напружень. Принципова можливість реалізації механізму релаксації неоднорідних механічних напруг за рахунок

висхідної дифузії, зокрема, гартівних напружень в аморфних сплавах була доведена раніше в роботі [27]. Окрім того, авторами [28] було експериментально встановлено, що низькотемпературний відпал аморфних стрічок сплавів системи метал-металоїд дійсно супроводжується дифузією атомів металоїдів до поверхні стрічки. Автори відзначають підвищення ефективного коефіцієнта інтердифузії при пластичному плинні на кілька порядків величини завдяки збільшенню вільного об'єму при деформації аморфного сплаву.

Досліджені в даній роботі механічні впливи створюють напружені стани різного типу в поверхневих шарах аморфної стрічки. Найбільш ймовірно, що при індентуванні зразків виникають макроскопічні стискаючі напруги. При цьому в більш глибоких шарах можливе виникнення напружень, що мають протилежні знаки. Більш того, не можна виключати існування неоднорідного мікролокального розподілу як розтягуючих, так і стискаючих напружень, пов'язаного з особливістю гетерогенного механізму пластичного плину в АМС (формування смуг зсуву, наноструктурування та ін.).

З урахуванням освітлених в літературі підходів до описання особливостей механізму деформаційної сегрегації можна запропонувати якісну інтерпретацію ефектів, які спостерігалися у даній роботі. По-перше, методом растрової електронної мікроскопії було встановлено, що зі збільшенням механічного навантаження індентор на поверхні досліджуваних зразків спостерігається зростання кількості смуг ковзання (рис. 3). Отже, пов'язані з цим такі структурні зміни в самих смугах зсуву і поблизу від них, як генерація додаткового вільного об'єму, поява нанокристалів і виникнення додаткового рівня залишкових напружень різних знаків, створюють сприятливі шляхи міграції атомних часток у напрямку до поверхні матеріалу. Рушійними силами такої міграції можуть бути як градієнти напружень, так і концентраційні градієнти в аморфній стрічці, обумовлені процесом деформаційної нанокристалізації. В якості мігруючих часток можуть виступати різні атомні конфігурації: кластери метал-металоїд, металоїд-металоїд, метал-метал, а також окремі атоми аморфної матриці або частини найменш стійких кластерів (наприклад, однойменних атомів), які розпалися при деформації. Також можна припустити можливість декількох шляхів міграції частинок: через вакансії і квазівакансії, області вільного об'єму, міжкластерні границі, ділянки зниженої щільності поблизу і усередині смуг ковзання. Однак врахувати вплив зазначених чинників на деформаційну поведінку різних елементів поки не представляється можливим.

4. ВИСНОВКИ

1. У даній роботі доведено ефективність методу мікроіндентування

для оцінки локальної пластичності і тріщиностійкості аморфних стрічок сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET).

2. Вивчено РЕМ-зображення деформацій, що виникають навколо відбитків стандартного алмазного індентора Віккерса, в залежності від прикладеного навантаження в діапазоні 0,196–1,962 Н. Зафіксовано два типи морфологічних дефектів поблизу відбитків: систему напівкруглих лускатих зрушень, а також тріщиноподібних променів, які розходяться від відбитка індентора.

3. Таким чином, дослідження аморфної стрічки сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ методом мікроіндентування показало, що крихкість цього сплаву обумовлює виникнення тріщин навколо місця вдавлювання піраміди Віккерса при певних навантаженнях.

4. За рахунок необоротної релаксації гартівних напруг протікає висхідна дифузія, яка призводить до спостережуваних в експериментах збагачення атомами Fe і B та збіднення атомами Si і Cu поверхневих шарів аморфних стрічок досліджуваного сплаву.

5. Встановлено вплив мікроіндентування на концентраційні зміни основних компонентів аморфного сплаву $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ поблизу відбитка при максимальному навантаженні на індентор. Зокрема, в зоні морфологічних дефектів спостерігається зростання концентрації атомів B і Fe при одночасному зниженні кількості атомів Si і Cu. Сегрегаційні ефекти можна пояснити явищем висхідної дифузії в полі напруг, створюваних індентором.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. В. Немошкаленко, *Аморфные металлические сплавы* (Київ: Наукова думка: 1987).
2. В. В. Маслов, В. К. Носенко, Л. Е. Тараненко, А. П. Бровко, *Физика металлов и металловедение*, **91**: 47 (2001).
3. А. М. Глезер, Б. В. Молотилов, *Структура и механические свойства аморфных сплавов* (Москва: Металлургия: 1992).
4. А. М. Глезер, И. Е. Пермякова и др. *Механическое поведение аморфных сплавов* (Новокузнецк: Издво СибГИУ: 2006).
5. А. М. Глезер, Б. В. Молотилов, О. Л. Утевская, *Докл. АН СССР*, **283**: 106 (1985).
6. В. П. Алехин, В. А. Хоник, *Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов* (Москва: Металлургия: 1992).
7. Н. В. Новиков, С. Н. Дуб, С. И. Булычев, *Заводская лаборатория*, **54**: 60 (1988).
8. A. G. Evans and E. A. Charles, *J. American Ceramic Soc.*, **59**: 371 (1976).
9. Г. А. Гогоци, А. В. Башта, *Проблемы прочности*. № 9: 49 (1990).
10. Ю. И. Головин, *Наноиндентирование и его возможности* (Москва: Машиностроение: 2009).
11. C. B. Ponton and R. D. Rawlings, *Mater. Sci. Technol.*, **5**: 865 (1989).
12. А. М. Глезер, И. Е. Пермякова, В. А. Федоров, *Фундаментальные проблемы*

- современного материаловедения, **2**: 13 (2005).
13. М. Н. Верепагин, В. Г. Шепелевич, О. М. Остриков, С. Н. Щыбранкова, *Кристаллография*, **47**: 691 (2002).
 14. P. Rezaei-Shahreza, A. Seifoddini, and S. Hasani, *J. Alloys Compd.*, **738**: 197 (2018).
 15. H. R. Lashgari, Z. Chen, X. Z. Liao, and D. Chu, *Mater. Sci. Eng. A*, **626**: 480 (2015).
 16. Ю. Н. Иващенко, Ю. В. Мильман, С. В. Пан и др., *Металлофизика*, **7**: 1107 (1989).
 17. В. Я. Баянкин, В. Ю. Васильев, А. Х. Кадикова и др., *Известия АН СССР. Серия физическая*, **50**: 1700 (1986).
 18. С. Д. Герцрикен, И. Я. Дехтярь, *Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе* (Москва: Гос. изд. физ.-мат. лит.: 1960).
 19. И. Б. Волкова, М. А. Баранов, В. Я. Баянкин, *Материаловедение*, № 6: 2 (1998).
 20. Я. Е. Гегузин, М. А. Кривоглаз, *Движение макроскопических включений в твердых телах* (Москва: Металлургия: 1971).
 21. A. S. Bakai, *Topics in Applied Physics*, **72**: 209 (1994).
 22. A. K. Panda, M. Manimaran, A. Mitra, and S. Basu, *Appl. Sur. Sci.*, **235**: 475 (2004).
 23. Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко, *Физика металлов и материаловедение*, **106**: 635 (2008).
 24. W. H. Jiang and M. Atzmon, *Acta Mater.*, **51**: 4095 (2003).
 25. А. М. Глезер, И. Е. Пермяков, С. Е. Манаенков, *Докл. РАН*, **418**: 181 (2008).
 26. W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. J. Atzmon, *J. Appl. Phys.*, **93**: 9287 (2003).
 27. В. П. Набережных, О. Н. Белошов, Б. И. Селяков, В. М. Юрченко, *Металлофизика*, **14**: 9 (1992).
 28. Т. И. Братусь, М. А. Васильев, В. Т. Черепин, *Металлофизика*, **5**: 71 (1983).

REFERENCES

1. V. V. Nemoshkalenko, *Amorfnye Metallicheskiye Splavy* (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
2. V. V. Maslov, V. K. Nosenko, L. E. Taranenko, and A. P. Brovko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **91**: 47 (2001) (in Russian).
3. A. M. Glezer and B. V. Molotilov, *Struktura i Mekhanicheskie Svoystva Amorfnykh Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1992) (in Russian).
4. A. M. Glezer, I. Ye. Permyakova et al., *Mekhanicheskoye Povedenie Amorfnykh Splavov* (Novokuznetsk: Izdvo SibGIU: 2006) (in Russian).
5. A. M. Glezer, B. V. Molotilov, and O. L. Utevskaia, *Dokl. USSR Academy of Sciences*, **283**: 106 (1985) (in Russian).
6. V. P. Alekhin and V. A. Khonik, *Struktura i Fizicheskiye Zakonomernosti Deformatsii Amorfnykh Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1992) (in Russian).
7. N. V. Novikov, S. N. Oak, and S. I. Bulychov, *Zavodskaya Laboratoriya*, **54**: 60 (1988) (in Russian).
8. A. G. Evans and E. A. Charles, *J. American Ceramic Soc.*, **59**: 371 (1976).
9. G. A. Gogotsi and A. V. Bashta, *Problemy Prochnosti*, **9**: 49 (1990) (in Russian).

10. Yu. I. Golovin, *Nanoindentirovanie i Ego Vozmozhnosti* (Moscow: Mashinostroenie: 2009).
11. C. B. Ponton and R. D. Rawlings, *Mater. Sci. Technol.*, **5**: 865 (1989).
12. A. M. Glezer, I. Ye. Permyakova, and V. A. Fedorov, *Fundamentalnye Problemy Sovremennogo Materialovedeniya*, **2**: 13 (2005) (in Russian).
13. M. N. Vereshchagin, V. G. Shepelevich, O. M. Ostrikov, and S. N. Shchybrankova, *Kristallografiya*, **47**: 691 (2002) (in Russian).
14. P. Rezaei-Shahreza, A. Seifoddini, and S. Hasani, *J. Alloys Compd.*, **738**: 197 (2018).
15. H. R. Lashgari, Z. Chen, X. Z. Liao, and D. Chu, *Mater. Sci. Eng. A*, **626**: 480 (2015).
16. Yu. N. Ivashchenko, Yu. V. Mil'man, S. V. Pan et al., *Metallofizika*, **7**: 1107 (1989) (in Russian).
17. V. Ya. Bayankin, V. Yu. Vasil'yev, A. Kh. Kadikova i dr., *Izvestiya AN SSSR. Seriya Fizicheskaya*, **50**: 1700 (1986) (in Russian).
18. S. D. Gertsriken and I. Ya. Dekhtyar', *Diffuziya v Metallakh i Splavakh v Tverdoy Faze* (Moscow: Gos. Izd. Fiz.-Mat. Lit.: 1960) (in Russian).
19. I. B. Volkova, M. A. Baranov, and V. Ya. Bayankin, *Materialovedenie*, **6**: 2 (1998).
20. Ya. Ye. Geguzin and M. A. Krivoglaz, *Dvizhenie Makroskopicheskikh Vkhlyucheniye v Tverdykh Telakh* (Moscow: Metallurgiya: 1971) (in Russian).
21. A. S. Bakai, *Topics in Applied Physics*, **72**: 209 (1994).
22. A. K. Panda, M. Manimaran, A. Mitra, and S. Basu, *Appl. Sur. Sci.*, **235**: 475 (2004).
23. L. G. Korshunov and N. L. Chernenko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **106**: 635 (2008) (in Russian).
24. W. H. Jiang and M. Atzmon, *Acta Mater.*, **51**: 4095 (2003).
25. A. M. Glezer, I. Ye. Permyakova, and S. Ye. Manayenkov, *Dokl. RAN*, **418**: 181 (2008) (in Russian).
26. W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. J. Atzmon, *J. Appl. Phys.*, **93**: 9287 (2003).
27. V. P. Naberezhnykh, O. N. Beloshov, B. I. Selyakov, and V. M. Yurchenko, *Metallofizika*, **14**: 9 (1992) (in Russian).
28. T. I. Bratus', M. A. Vasil'yev, and V. T. Cherepin, *Metallofizika*, **5**: 71 (1983) (in Russian).